مشخصّه‌یابی ریزساختاری و بررسی خواص مکانیکی آلیاژ نانوساختار AA2024 و ماده‌ی مرکب بر پایه آن*

علیرضا عبدالهی[۱] علی علیزاده[۲]

چکیده

در این تحقیق، پودر آلیاژ AA2024 به‌منظور ایجاد ساختار فوق‌ریز، تا ۵۰ ساعت متوالی تحت عملیّات آسیاکاری مکانیکی درون یک آسیای گلوله‌ای سایشی با سرعت ٤۰۰ دور بر دقیقه و تحت محیط گاز آرگون قرار داده شد. فرایند مشابهی نیز برای تولید پودر ماده‌ی مرکب AA2024-B_4C نانوساختاربه‌کار رفت. به‌منظور تعیین اندازه‌ی میانگین دانه‌ها پس از آسیاکاری، از آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) و روش ویلیام‌سون- هال استفاده شد. پس از انجام آسیاکاری مکانیکی، برای متراکم‌سازی پودرها از فرایند فشردن گرم و پس ار آن، اکستروژن داغ استفاده شد. مشخصّه‌های ریزساختاری و رفتار مکانیکی آلیاژ نانوساختار AA2024 و ماده‌ی مرکب بر پایه‌ی آن، با استفاده از میکروسکُپ الکترونی روبشی (SEM) و آزمون‌های کشش، فشار و سختی‌سنجی مطالعه شد. تصویرهای SEM از نمونه‌های اکستروژن شده، بیان‌گر حضور رسوبات بین فلزی $CuMgAl_2$ در ریزساختار بودند، ضمن این‌که مقدار این رسوبات در نمونه‌های آسیا شده (نانوساختار) بیش‌تر و توزیع آن‌ها یکنواخت‌تر بود. نتایج آزمون‌های مکانیکی نیز نشان دادند که استحکام و سختی آلیاژ AA2024 پس از عملیّات آسیاکاری و افزودن ذرات B_4C، به‌ترتیب ٦٤ و ٤۹ درصد افزایش یافته است. به‌عبارت بهتر، نانوماده‌ی مرکب AA2024-B_4C بیش‌ترین استحکام و سختی و کم‌ترین انعطاف‌پذیری را داشته است.

واژه‌های کلیدی آلیاژ AA2024، ماده‌ی مرکب زمینه فلزی، آلیاژ نانوساختار.

Microstructeral Characterization and Evaluation of Mechanical Properties of Nonostructured 2024Aluminum Alloy and AA2024 Based Composite

A.R. Abdollahi A. Alizadeh

Abstract

In this research, mechanical alloying was used to synthesize ultrafine grained AA2024 and AA2024-B_4C powders in an attrition mill under argon atmosphere up to 50 h with the rotational speed of 400 rpm. In order to determine the grain size of the matrix, X-Ray diffraction test and Williamson–Hall method was used. After mechanical alloying, hot pressing and hot extrusion were used for densification of powders. The microstructure and mechanical behavior of hot extruded samples were characterized by scanning electron microscopy (SEM), tension and compression and hardness tests. The microstructure of samples showed that the $CuMgAl_2$ precipitate is present. Furthermore, the distribution of these precipitates in nanostructured samples was more uniform and their content was greater. The results of mechanical tests indicated that the strength and hardness of AA2024 alloy after mechanical alloying and addition of B_4C particles increases for 64 and 49%, respectively. In other words, the AA2024-B_4C nanocomposite showed the highest strength and hardness, however, its elongation was the lowest.

Key Word AA2024 alloy, Metal matrix composite, Nanostructured alloy.

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۲/٦/۱۰ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۳/۸/۱۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسئول، دانشجو دکتری، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران
(۲) استادیار، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

مقدمه

فلز آلومینیم به‌دلیل خواصی منحصر به فرد، به‌عنوان یکی از مستعدترین مواد مهندسی و سازه‌ای، کاربردهای فراوانی در صنعت دارند. در سال‌های اخیر، استحکام‌بخشی آلیاژهای آلومینیم با ذرات سرامیکی، اهمیّت صنعتی زیادی پیدا کرده است. این مواد مرکب، به‌عنوان یکی از مواد پیشرفته‌ای که پژوهش‌های اندکی بر روی آن‌ها صورت گرفته است، با وزن کم، استحکام بالا، مدول ویژه‌ی بالا، ضریب انبساط حرارتی پایین، پایداری حرارتی خوب ناشی از حضور ذرات سرامیکی و مقاومت به سایش خوب ، مجموعه‌ای از خواص مناسب را دارا هستند [1].

در بین ذرات سرامیکی، کاربید بُر (B_4C) به‌دلیل نقطه‌ی ذوب بالا، مدول کش‌سان بالا، پایداری حرارتی خوب، سختی بالا، مقاومت به سایش و ضربه‌ی بالا، مقاومت شیمیایی عالی و چگالی کم، به تقویت‌کننده‌ای مناسب در ساخت مواد مرکب زمینه آلومینیمی تبدیل شده است. افزون بر این، به‌دلیل قابلیّت بالای ایزوتوپ B_{10} در جذب نوترون، مواد مرکب $Al\text{-}B_4C$ کاربردهای ویژه‌ای در صنایع هسته‌ای یافته‌اند [2].

به‌طور کلی، کاهش وزن و بهبود استحکام مواد مرکب زمینه فلزی را می‌توان با تغییر آلیاژ زمینه تغییر داد. انتخاب نوع آلیاژ زمینه، به عواملی مانند مقاومت به خوردگی، استحکام و انعطاف‌پذیری آلیاژ بستگی دارد[3].

آلیاژ آلومینیم ٢٠٢٤ که در گروه آلیاژهای استحکام بالا قرار دارد، در صنعت هوافضا کاربردهای فراوانی دارد [4]. با این‌وجود، استفاده از این آلیاژ به‌صورت نانوساختار می‌تواند خواص مطلوبی را در بر داشته باشد [5].

روش‌های ساخت مواد مرکب زمینه فلزی تقویت‌شده با ذرات سرامیکی از جمله مواد مرکب -Al B_4C را می‌توان در دو گروه طبقه‌بندی کرد: روش‌های فاز مایع (ذوبی) و روش‌های فاز جامد [6].

در مورد مواد مرکب $Al\text{-}B_4C$، از آنجا که ترشوندگی ذرات B_4C توسط مذاب آلومینیم بسیار اندک است، تولید قطعات مواد مرکب $Al\text{-}B_4C$ با چگالی زیاد به‌روش‌های ذوبی (مانند ریخته‌گری گردابی) بسیار مشکل است [7].

روش‌های حالت جامد (مانند متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی)، معمولاً برای تولید مواد مرکب ذره‌ای با خواص مکانیکی بالا استفاده می‌شوند، زیرا این روش‌ها توزیع یکنواختی از ذرات ثانویّه را در زمینه ایجاد می‌کنند. بنابراین، مواد مرکب تولید شده با این روش‌ها دارای خواص هم‌سانگرد هستند. افزون بر این، چون دما در این روش‌ها نسبت به روش‌های حالت مایع بسیار کم‌تر است، از انجام واکنش‌های ناخواسته بین زمینه و تقویت کننده که معمولاً منجر به افت خواص مکانیکی می‌شود، جلوگیری به‌عمل آمده و جدایش ذرات تقویت کننده به حداقل می‌رسد [8,9].

یکی از مهم‌ترین مزیت‌های روش آلیاژسازی مکانیکی (آسیاکاری مکانیکی) نسبت به روش متالورژی پودر، دست‌یابی به توزیع کاملاً یکنواخت ذرات، به‌دلیل ریزدانه شدن ساختار حین انجام فرایند می‌باشد [10]، چرا که ریزساختار نمونه‌های متالورژی پودر اگر چه نشان‌دهنده‌ی توزیع یکنواخت‌تر ذرات تقویت کننده نسبت به نمونه‌های ریخته‌گری است، امّا خوشه‌ای شدن ذرات هم‌چنان در این نمونه‌ها مشاهده می‌شود (البته تعداد این خوشه‌ها در مقایسه با نمونه‌های ریخته‌گری بسیار کم‌تر و اندازه‌ی آن‌ها کوچک‌تر است). از آنجا که زمان آسیاکاری در فرایند آلیاژسازی مکانیکی نسبت به متالورژی پودر بسیار بیش‌تر است، آلیاژسازی مکانیکی باعث کاهش اندازه‌ی ذرات پودر با شکسته شدن آن‌ها می‌شود و این، موجب توزیع یکنواخت‌تر ذرات ثانویّه در مقایسه با روش متالورژی پودر می‌شود [11,12].

فصل مشترک ذره/ زمینه در در روش آلیاژسازی مکانیکی نسبت به سایر روشها از کیفیت بسیار

بالاتری برخوردار است.

به‌عبارت بهتر، در فصل مشترک به‌وجود آمده در این روش، هیچ‌گونه حفره و ترکی وجود ندارد و این، باعث تسهیل انتقال بار از ذره به زمینه می‌شود [9,13]. از طرف دیگر، روش آلیاژسازی مکانیکی یکی از روش‌های تولید مواد نانوساختار است که در آن، ساختاری شامل دانه‌های هم‌محور بسیار ریز به‌همراه کسر قابل ملاحظه‌ای از مرز دانه‌ها تولید می‌شود. افزون بر این، ساختار حاوی چگالی بالایی از نابجایی‌ها در درون دانه‌ها و هم‌چنین، مرز دانه‌های کم زاویه می‌باشد [5]. گزارش‌ها نشان می‌دهند که اندازه‌ی دانه‌ها در آلیاژسازی مکانیکی، تا حد ۵ تا ۲۰ نانومتر کاهش می‌یابد [14].

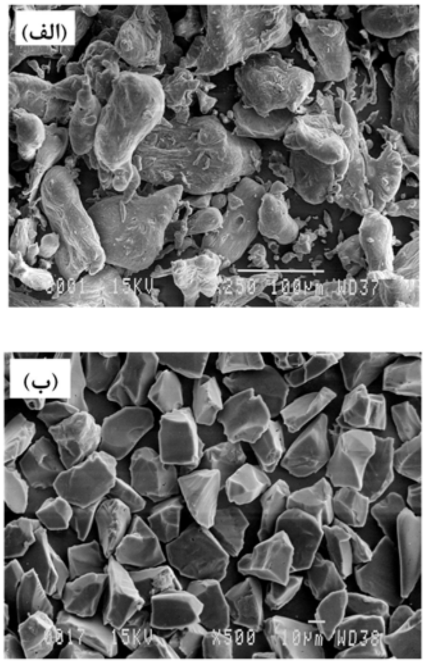
در مواد مرکب Al-B_4C تولید شده به‌روش متالورژی پودر، اگر چه توزیع نسبتاً یکنواختی از ذرات B_4C در زمینه دیده می‌شود، امّا فصل مشترک بین زمینه و تقویت کننده از کیفیّت بالایی برخوردار نیست و حین اعمال بار مکانیکی تمایل به شکست دارد. این رفتار، منجر به افت خواص مکانیکی مواد مرکب Al-B_4C تولید شده به‌روش متالورژی می‌شود [15]. این عوامل، منجر به ارتقاء خواص مکانیکی مواد مرکب تولید شده به‌روش آلیاژسازی مکانیکی در مقایسه با روش‌های متالورژی پودر و ریخته‌گری می‌شود.

اگر چه تاکنون تحقیقات نسبتاً گسترده‌ای در مورد مواد مرکب زمینه فلزی انجام شده است، امّا بررسی‌ها در مورد استفاده از آلیاژ ۲۰۲۴ به‌عنوان زمینه بسیار اندک است. این می‌تواند به‌دلیل قابلیّت فشردگی اندک پودر این آلیاژ به‌ویژه پس از فرایند آلیاژسازی مکانیکی، باشد. از طرف دیگر، با وجود بررسی‌های صورت گرفته در مورد انواع ذرات سرامیکی و استفاده از آن‌ها به‌عنوان فاز تقویت کننده در مواد مرکب زمینه فلزی، استفاده از فاز تقویت کننده‌ی B_4C (با وجود خواص مطلوبی نظیر سختی بالاتر، وزن کم‌تر و قابلیّت جذب نوترون) نسبت به سایر تقویت کننده‌های سرامیکی، کم‌تر مورد توجه قرار گرفته است. به‌همین دلیل در این پژوهش، آلیاژ AA2024 در حالت نانوساختار و ماده‌ی مرکب بر پایه‌ی آن که به‌وسیله‌ی ذرات B_4C تقویت شده است، به‌روش آلیاژسازی مکانیکی تولید شد و مشخّصه‌های ریزساختاری و رفتار مکانیکی آن مورد مطالعه قرار گرفت.

مواد و روش تحقیق

مراحل ساخت نمونه‌های آزمون در این تحقیق، شامل سه مرحله‌ی اصلی بوده است: ۱- آسیاکاری، ۲- فشردن گرم و ۳- اکستروژن داغ.

از پودرهای کاربید بور (B_4C) و آلیاژ AA2024 به‌عنوان مواد اولیّه، در این تحقیق استفاده شد. شکل (۱)، نشان‌دهنده‌ی تصویرهای میکروسکُپ الکترونی روبشی (SEM) از ذرات B_4C با اندازه‌ی حدود ۲۰ میکرومتر به‌شکل گوشه‌دار و پودر آلیاژی AA2024 با توزیع نسبتاً گسترده‌ای از اندازه‌ی ذرات می‌باشد. ابتدا، پودر آلومینیم آلیاژی در یک آسیای گلوله‌ای سایشی مجهز به دستگاه خنک کننده‌ی آب‌گرد تحت محیط گاز آرگون (با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد)، آسیا شد. محیط آسیا شامل تقریباً ۳ کیلوگرم گلوله‌ی فولادی سخت‌کاری شده به‌قطر ۵ میلی‌متر بود که درون یک محفظه‌ی فولادی از جنس فولاد زنگ‌نزن به‌حجم یک لیتر، قرار داشت. فرایند آسیاکاری، با نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۰ به ۱ و سرعت چرخش ۴۰۰ دور بر دقیقه، انجام شد. از ۲ درصد وزنی اسید استئاریک به‌عنوان عامل کنترل کننده‌ی فرایند processing control agent (PCA) استفاده شد. آسیاکاری در مدّت زمان ۵۰ ساعت بر روی پودرهای آلیاژی انجام شد. فرایند مشابهی برای آسیاکاری کردن پودر ماده‌ی مرکب AA2024-5%wt. B_4C انجام شد.



شکل ۱ تصویرهای میکروسکُپ الکترونی روبشی (SEM) از پودر آلومینیم اولیّه (الف) و B_4C (ب)

به‌منظور بررسی تغییرات اندازه دانه‌ها پس از ۵۰ ساعت آسیاکاری، از آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) استفاده شد. الگوهای پراش پرتوی ایکس، در محدوده‌ی 2θ بین ۲۰ تا ۸۰ درجه با گام‌های ۰/۰۵ درجه بر ثانیه ثبت شدند. با استفاده از میزان پهن‌شدگی پیک مطابق با رابطه‌ی ویلیام‌سون- هال اندازه‌ی دانه در هر مرحله محاسبه شد. مطابق با رابطه‌ی ویلیام‌سون- هال، ارتباط بین کرنش شبکه (e)، اندازه‌ی بلورها (d) و پهنای پیک (B)، به‌صورت زیر است:

$$B\cos\theta = \frac{0.9\lambda}{d} + e\sin\theta \qquad (۱)$$

در این رابطه، λ طول موج پرتوی ایکس (۱/۵٤۰۹ Å) و θ زاویه‌ی پراش (بر حسب رادیان) می‌باشد. B که پهنای پیک مربوطه است، از رابطه‌ی زیر به‌دست می‌آید:

$$B = \sqrt{B_m^2 - B_l^2} \qquad (۲)$$

که در آن، B_l پهنای پیک حاصل از نمونه‌ی تاب‌کاری شده (پهنای پیک به‌دلیل خطای دستگاه) و B_M پهنای پیک مربوط به نمونه‌ی مورد نظر است [16].

برای متراکم‌سازی پودرهای فراوری شده، از فرایندهای فشردن گرم و اکستروژن داغ استفاده شد. ابتدا، مجموعه‌های پودری درون یک قالب استوانه‌ای با فشار ۱۰ تُن در حالت گرم (دمای ۱۰۰ °C) فشرده شدند. شکل (۲)، یک نمونه از قرص‌های فشرده شده را نشان می‌دهد.



شکل ۲ نمونه‌ای از قرص‌های پرس شده

پس از انجام این مرحله، قرص‌های فشرده شده از درون قالب خارج شدند و تحت عملیّات اکستروژن داغ با نسبت ده به یک در دمای ۵۷۰ °C قرار گرفتند. دستگاه اکستروژن داغ که در دانشگاه صنعتی مالک‌اشتر ساخته شده بود، شامل یک قالب فولادی از جنس فولاد ابزار گرم‌کار (H13) بود که کوره‌ای مقاومتی به‌شکل استوانه با قابلیّت افزایش و کنترل دما تا ۱۰۰۰ °C به دور آن قرار می‌گرفت. در قسمت انتهایی کوره، یک روزنه به‌قطر ۱۵ میلی‌متر دقیقاً در راستای روزنه‌ی قالب اکستروژن قرار داده شده بود. به‌منظور اعمال فشار، از یک پرس هیدرولیک ٦۰ تُنی با سرعت جابجایی سنبه‌ی حدود ۳ میلی‌متر بر ثانیه استفاده شد. به‌منظور کاهش اصطکاک بین نمونه، قالب و محفظه‌ی نگه‌دارنده، از یک روان‌کار پایه مسی استفاده شد. در شکل (۳)، دستگاه اکستروژن مورد استفاده در این پژوهش نشان داده شده است.



شکل ۳ دستگاه اکستروژن مورد استفاده در این تحقیق شامل کوره و پرس هیدرولیک ۶۰ تن

لازم به‌ذکر است که برای بررسی اثر ذرات کاربید بور و فرایند آسیاکاری مکانیکی بر خواص آلیاژ AA2024، یک نمونه‌ی مرجع با استفاده از پودر AA2024 آسیا نشده و بدون تقویت کننده با فشردن گرم و اکستروژن داغ تولید شد.

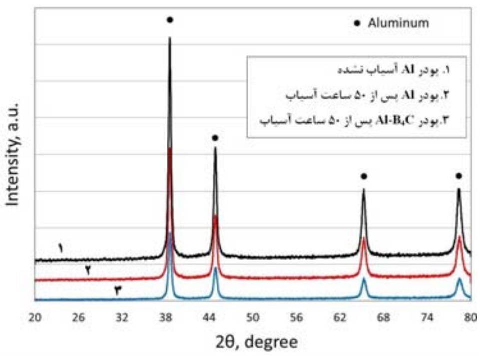
پس از انجام عملیّات اکستروژن ، ریزساختار نمونه‌ها در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن مطالعه شد. برای این‌منظور، از میکروسکُپ الکترونی روبشی (SEM) مدلVEGA-II XMU ساخت شرکت TESCAN مجهز به طیف‌سنج تفکیک انرژی استفاده شد.

برای مقایسه‌ی خواص مکانیکی نمونه‌ها، از آزمون کشش، فشار و سختی استفاده شد. نمونه‌های آزمون کشش، بر اساس استاندارد ASTM-B557 تهیّه و آزمون با سرعت بارگذاری ۱ mm/min انجام شد.

آزمون فشار، مطابق با استاندارد ASTM E9 در دمای اتاق و با سرعت بارگذاری ۱ mm/min بر روی نمونه‌هایی با نسبت طول به‌قطر (L/D) برابر با ۱/٤ انجام شد. سختی نمونه‌ها با استفاده از آزمون سختی‌سنجی برینل با قطر ساچمه‌ی ۲/۵ میلی‌متر و نیروی ۳۰ کیلوگرم، اندازه‌گیری شد.

نتایج و بحث

الگوی پراش پرتوی ایکس مربوط به نمونه‌های آسیاکاری شده، به‌همراه پودر اولیّه، در شکل (٤) آمده است. در الگوی پراش پرتوی ایکس مربوط به نمونه‌های آسیا شده، مشاهده می‌شود که پهنای پیک‌ها افزایش و شدّت آن‌ها کاهش یافته است. افزون بر این، کم‌ترین شدّت و بیش‌ترین پهنای پیک، مربوط به پودر $Al\text{-}B_4C$ است که نشان می‌دهد این نمونه کوچک‌ترین اندازه‌ی دانه را دارد. این، نشان‌دهنده‌ی تأثیر ذرات B_4C بر اندازه‌ی دانه‌های آلیاژ زمینه می‌باشد. در واقع، حضور ذرات B_4C منجر به وقوع بیش‌تر فرایند شکست و جوش سرد ذرات پودر آلومینیم و افزایش نرخ کارسختی می‌شود. به‌عبارت بهتر، تغییر شکل موضعی ذرات پودر آلومینیم در حضور ذرات B_4C و در نتیجه‌ی آن، چگالی نابجایی‌ها افزایش می‌یابد و این نکته، دلیل عمده برای ریزدانه‌تر بودن پودر $Al\text{-}B_4C$ می‌باشد [17].



شکل ۴ الگوی پراش اشعه ایکس پودر اولیه و پودرهای

مقادیر اندازه‌ی دانه‌ی محاسبه شده به‌روش ویلیام‌سون- هال به‌همراه کرنش شبکه، در جدول (۱) ارائه شده‌اند. همان‌طور که انتظار می‌رفت، تغییر شکل شدید مومسان اعمالی به ذرات پودر در فرایند آلیاژسازی مکانیکی، باعث کاهش اندازه‌ی دانه‌ها تا کم‌تر از ۱۰۰ نانومتر و افزایش کرنش شبکه شده است.

جدول ۱ اندازه‌ی دانه‌های زمینه و کرنش شبکه مربوط به پودر اولیّه‌ی AA2024 و پودرهای AA2024 و B_4C -AA2024 پس از ۵۰ ساعت آسیاکاری

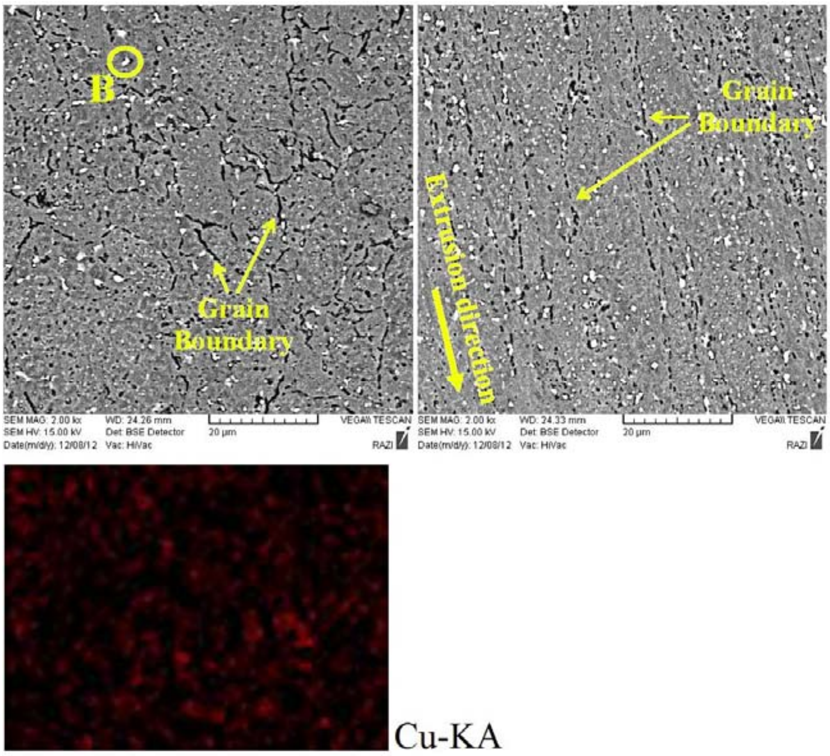
نمونه	اندازه‌ی دانه‌های زمینه (nm)	کرنش شبکه (%)
پودر اولیّه‌ی AA2024	۱۰۷	۰/۰۱۲
پودر AA2024 پس از ۵۰ ساعت آسیاکاری	٤٨	۰/۰۲٤۱
پودر AA2024-B_4C پس از ۵۰ ساعت آسیاکاری	۳۱	۰/۰۲٦



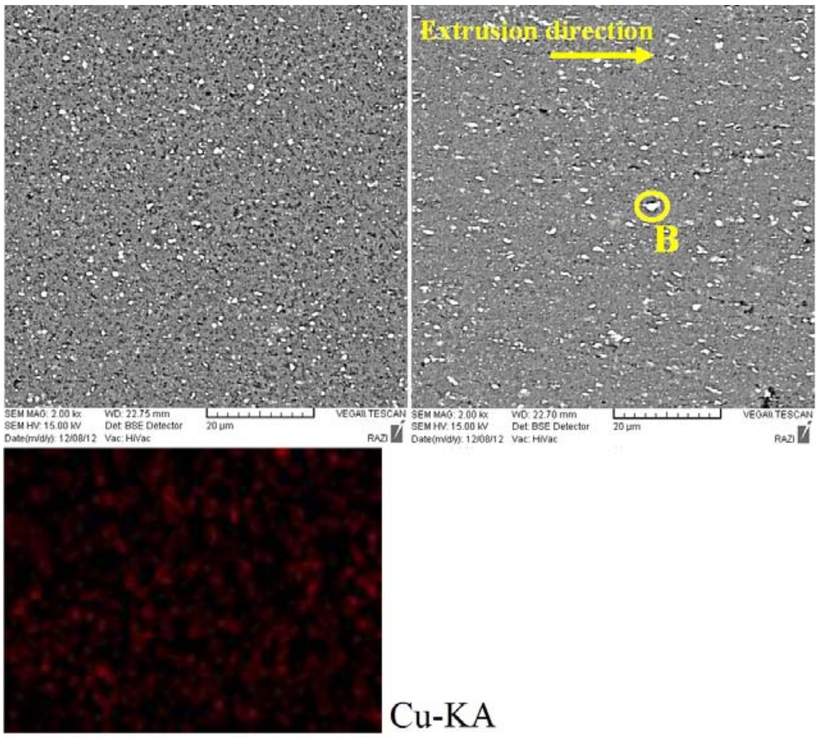
شکل ۵ نمونه‌ای میله‌های از اکسترود شده در این تحقیق

در شکل (۵)، نمونه‌ای از میله‌های اکستروژن شده نشان داده شده است. ثابت شده است که در فرایند اکستروژن ، اصطکاک بین قالب و قطعه باعث ایجاد تنش‌های زیادی در فصل مشترک قالب/ قطعه می‌شود. این مشکل، در مواد مرکب زمینه فلزی به‌دلیل حضور ذرات تقویت کننده‌ی سرامیکی (که ذاتاً سخت هستند)، شدیدتر است و ممکن است منجر به بروز ناپیوستگی در نمونه شود. این رفتار، باعث ایجاد لبه‌های ناهموار در قطعه می‌شود که به‌آن، اثر درخت کریسمس گفته می‌شود [18]. امّا، همان‌طور که در شکل(۵) دیده می‌شود، نمونه‌های اکستروژن شده در این تحقیق فاقد هرگونه عیب سطحی مانند ترک، ناپیوستگی و لبه‌های ناهموار (اثر درخت کریسمس) می‌باشد و این، به‌دلیل روان‌کاری مناسب و انتخاب بهینه‌ی دما و سرعت اکستروژن است.

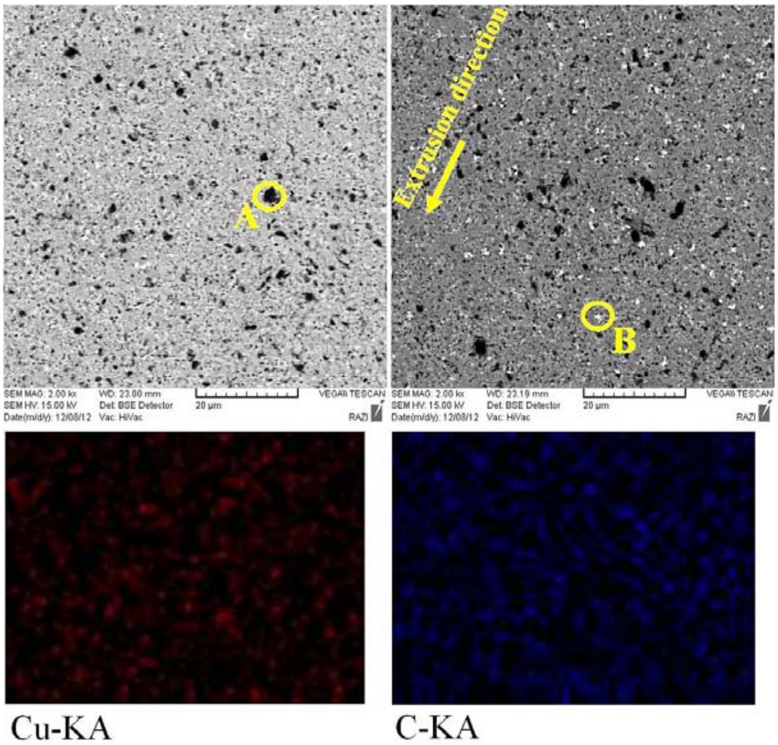
در شکل‌های (٦ تا ٨)، ریزساختار نمونه‌های اکستروژن شده در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن به‌همراه نقشه‌ی پرتوی X نشان داده شده است. نتایج حاصل از آزمون EDS که در شکل (۹) آورده شده‌اند، نشان می‌دهند که نقاط سیاه رنگ (A) ذرات کاربید بور و نقاط سفید رنگ موجود در تصویرهای SEM (B)، فاز غنی از مس می‌باشند. با توجه به این‌که در ناحیه‌ی A، پیک‌های مربوط به آلومینیم، مس و منیزیم مشاهده می‌شوند، می‌توان گفت که احتمالاً متعلق به ترکیبات بین‌فلزی $CuMgAl_2$ هستند [19,20]، که در اثر قرار گرفتن آلیاژ AA2024 در دمای بالا (حین اکستروژن) و سرمایش بعدی در هوا (پس از خروج از قالب روزنرانی)، تشکیل شده و رسوب کرده‌اند. در واقع، این ترکیبات بین‌فلزی که به آن‌ها فاز ´S گفته می‌شود [21]، در عملیّات حرارتی پیرسختی به‌وجود آمده‌اند. به‌عبارت بهتر، آلیاژ زمینه در اثر قرار گرفتن در دمای بالای فرایند اکستروژن (۵۷۰ ºC) و سرمایش بعدی تا دمای محیط، پیر (رسوب سخت) شده است. این فازها، تأثیر زیادی در افزایش استحکام و سختی آلیاژ AA2024 دارند، امّا، انعطاف‌پذیری آن را به‌شدّت کاهش می‌دهند [19,20].



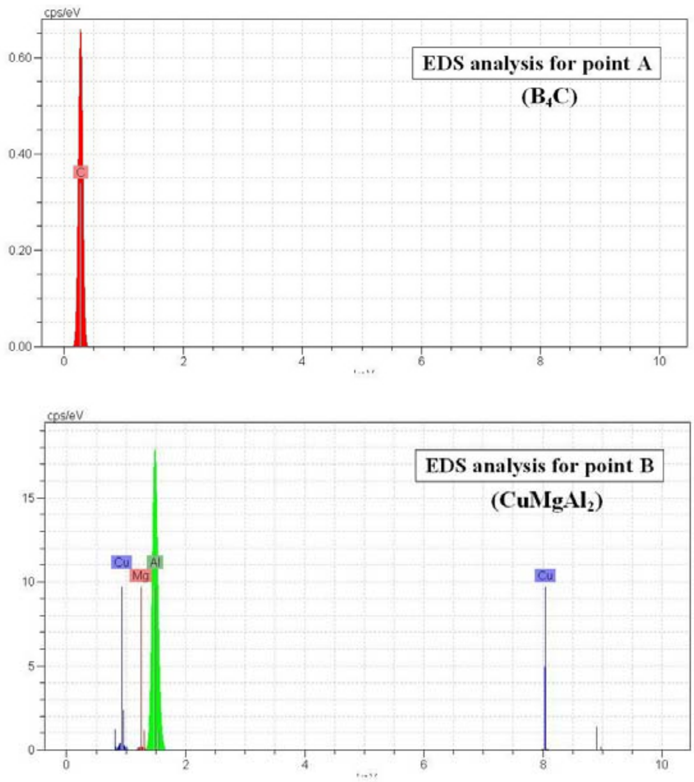
شکل ۶ ریزساختار نمونه مرجع در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن به همراه آنالیز map از ذرات $CuMgAl_2$



شکل ۷ ریزساختار آلیاژ Al2024 نانوساختار در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن به همراه آنالیز map از ذرات $CuMgAl_2$



شکل ۸ ریزساختار نمونه کامپوزیتی Al-B4C در دو راستای موازی و عمود
بر جهت اکستروژن به همراه آنالیز map از ذرات CuMgAl2 و B4C



شکل ۹ نتایج آنالیز EDS از نقاط A و B

جدول ۲ نتایج به‌دست آمده از آزمون کشش، فشار و سختی‌سنجی

نام نمونه	نانوماده‌ی مرکب $AA2024-B_4C$	آلومینیم نانوساختار	نمونه‌ی مرجع
استحکام تسلیم (MPa)	۵۸۲	۵۵۰	۲۰۶
استحکام کششی نهایی (MPa)	۵۸۲	۵۵۰	۳٤۰
درصد ازدیاد طول	۰/٤٦۹	۱/۲۳	۱٤/٤
استحکام فشاری (MPa)	٦۹۰	۵۹۱	٤۳۷
سختی (HBN)	۱۷۳	۱٦۵	۸۷

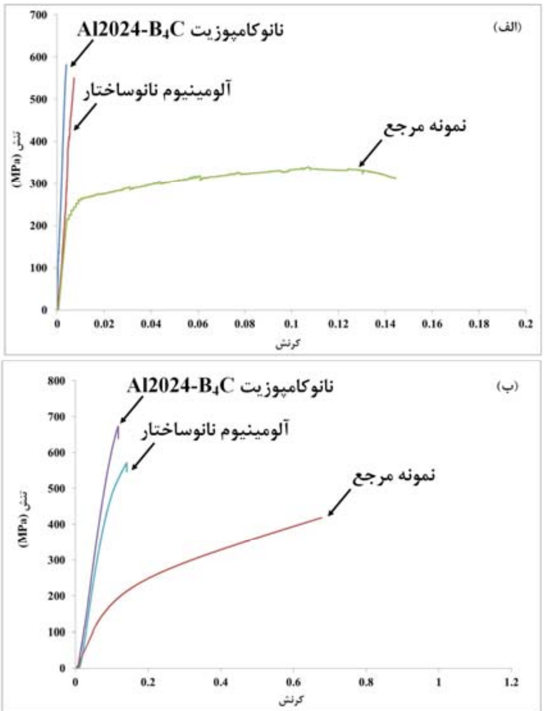
با بررسی بیش‌تر تصویرهای SEM، مشخص می‌شود که در نمونه‌های آسیاکاری شده مقدار رسوبات بیش‌تر و توزیع آن‌ها یکنواخت‌تر است. این توزیع یکنواخت، در نقشه‌های پرتوی X نیز دیده می‌شود. همان‌طور که در ریزساختار نمونه‌ی مرجع قابل مشاهده است، بیش‌تر این رسوبات در مرز دانه‌ها تشکیل شده‌اند. افزون بر این، در تحقیقات انجام شده بر روی آلیاژهای آلومینیم، ثابت شده است که هر چه اندازه‌ی دانه‌ها کوچک‌تر باشد، رسوبات تشکیل شده نیز کوچک‌تر خواهند بود [22]، و این حقیقت، در ریزساختار نمونه‌ها کاملاً به‌چشم می خورد.

نکته‌ی قابل توجه در تصویرهای SEM این است که ریزساختار همه‌ی نمونه‌ها عاری از هرگونه عیب مانند ترک و تخلخل می‌باشد و این، تأثیر مطلوب عملیّات اکستروژن برای متراکم‌سازی پودر را تأیید می‌کند. نحوه‌ی توزیع و اندازه‌ی ذرات تقویت کننده نیز از جمله عواملی هستند که با استفاده از تصویرهای SEM می‌توان به بررسی آن‌ها پرداخت. همان‌طور که در تصویر SEM مربوط به نمونه‌ی $Al-B_4C$ دیده می‌شود، ذرات کاربید بور (نقاط سیاه رنگ) به‌طور کاملاً یکنواخت در زمینه‌ی آلومینیمی توزیع شده‌اند و هیچ‌گونه تجمّع یا خوشه‌ای شدن ذرات مشاهده نمی‌شود. این توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده، تأثیر زیادی در بهبود خواص مکانیکی خواهد داشت. افزون بر این، شکسته شدن و جوش خوردن پی‌درپی ذرات آلومینیم در فرایند آلیاژسازی مکانیکی، منجر به یکنواختی توزیع ذرات B_4C می‌شود. در واقع، فرایند آلیاژسازی مکانیکی با سازوکار جوش سرد- شکست- جوش سرد، باعث نفوذ ذرات تقویت کننده به‌درون ذرات آلومینیم زمینه شده و به این ترتیب، مانع از جدایش یا تجمّع آن‌ها در مرز دانه‌ها می‌شود [17]. باید به این نکته نیز اشاره کرد که تنش اعمالی در عملیّات اکستروژن و تغییر شکل موم‌سان زمینه‌ی آلومینیمی، باعث بازآرایش ذرات تقویت کننده در زمینه می‌شود و به‌این ترتیب، توزیع ذرات در زمینه بهبود می‌یابد.

در جدول (۲)، نتایج به‌دست آمده از آزمون کشش، فشار و سختی‌سنجی نشان داده شده‌اند. نمودار تنش- کرنش مهندسی مربوط به نمونه‌های اکستروژن شده، در شکل(۱۰) دیده می‌شود. در این شکل ملاحظه می‌شود که استحکام‌های تسلیم و کششی پس از انجام آلیاژسازی مکانیکی و افزودن ذرات کاربید بور، افزایش قابل‌توجهی یافته‌اند، در حالی‌که درصد ازدیاد طول به‌شدّت کاهش یافته است.

افزایش استحکام مواد مرکب ذره‌ای زمینه فلزی، به عوامل مختلفی بستگی دارد که از جمله‌ی آنها، می‌توان به نحوه‌ی توزیع ذرات ثانویّه، افزایش چگالی

نابجایی‌ها به‌دلیل عدم تطابق مدول یانگ و ضریب‌های انبساط حرارتی ذره و زمینه، نحوه‌ی انتقال بار از زمینه بـه ذره، بازیـابی دانـه‌هـا (ریزدانـه شـدن سـاختار) و سازوکارهای استحکام‌بخش هـال- پـچ و اورُوان [۲٦-۲٤]، اشاره کرد.



شکل ۱۰ مقایسه منحنی تنش- کرنش کششی (الف) و فشاری (ب) نمونه‌های اکسترود شده

تغییر استحکام تسلیم نمونه‌های اکستروژن شده را می‌تـوان بـا اسـتفاده از قـوانین هـال- پـِچ و اورُوان توضیح داد. مطابق با قانون هال- پِچ، رابطه‌ی استحکام تسلیم با اندازه‌ی میانگین دانه‌ها، به‌صورت زیـر نوشـته می‌شود:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-n} \quad (۳)$$

که در آن، σ استحکام تسلیم، σ_0 تنش اصطکاکی شبکه، k عدد ثابت و d اندازه‌ی میانگین دانه‌ها می‌باشد [۲۷]. توان n می‌تواند بسته به اندازه‌ی دانه‌ها، از ۰/۵ تا ۱ تغییر کند. در مورد نمونه‌های درشت دانـه، مقـدار n در رابطه‌ی هال- پچ برابر با ۰/۵ در نظر گرفته می‌شود، امّا، در نمونه‌هایی با اندازه‌ی دانه‌های بسیار ریز (کم‌تـر از ۲ میکرومتر)، اگر مقدار n برابر با ۰/۵ در نظر گرفتـه شود، تغییرات استحکام تسلیم با اندازه‌ی دانه از حالت خطی خارج می‌شود. بررسی‌ها نشان می‌دهند که بـا در نظر گرفتن n=۱، قانون هال- پِچ در مـورد نمونـه‌هـای فوق ریزدانه (UFG) به‌طور قابل قبولی صدق مـی‌کنـد [22]. در هـر صـورت، مطـابق بـا قـانون هـال- پـِچ، استحکام تسلیم با اندازه‌ی دانه رابطه‌ی معکـوس دارد. پس با کاهش اندازه‌ی دانه‌ها، استحکام تسـلیم افـزایش می‌یابد. همان‌طور که قبلاً گفته شد، فراینـد آسـیاکاری مکانیکی باعث ریزدانه شـدن سـاختار در حـد نـانومتر می‌شود (جدول ۲). بنابراین، مطابق با قانون هال- پـِچ، استحکام تسـلیم آلیـاژ نانوسـاختار از نمونـه‌ی مرجـع بیش‌تر خواهد بود. ساختارهای دانه‌ریز بـه ویـژه مـواد نانوساختار، مرز دانه‌های بسیاری دارند. از آنجا که مرز دانه‌ها به‌عنوان مانع در برابر حرکت نابجـایی‌هـا عمـل می‌کنند، با افزایش مرز دانه‌ها موانـع موجـود در مسـیر حرکت نابجایی‌ها افزایش می‌یابد و نابجایی‌ها به‌تدریج در پشت مرز دانه‌ها متمرکز می‌شوند. بـه‌همـین دلیـل، استحکام زیاد مـی‌شـود، امّـا، انعطـاف‌پـذیری کـاهش می‌یابد [۲۸]. از طرف دیگر، بررسی‌های ریزساختاری نشان داده‌اند که افزودن ذرات کاربید بور باعث ریزتـر شدن دانه‌های آلیاژ زمینه می‌شود و به‌این ترتیب، زمینـه دارای ساختار دانه‌بندی هم‌محور ریزتری نسبت به آلیاژ تقویت نشـده مـی‌شـود (جـدول ۱). بنـابراین، تمرکـز نابجایی‌ها در پشت مرز دانه‌ها بیشتر است و اسـتحکام بیش‌تر خواهد بود. دو دلیل عمده برای کوچک‌تر بودن اندازه‌ی دانه‌های زمینه در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب نسبت به آلیاژ نانوساختار (بدون تقویت کننده) وجود دارد:

۱- حین اکستروژن ، ذرات B_4C بـه‌عنـوان مکـان‌هـای مناسب برای جوانه‌زنی و وقوع تبلور مجـدد دانـه‌های زمینه عمل می‌کنند. این، باعث کاهش اندازه‌ی دانه‌ها در فصل مشترک ذره/زمینه می‌شود [۳و۱۸].

بنابراین، از آنجا که تعداد مکان‌های جوانه‌زنی در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب بیش‌تر است (به‌دلیل حضور ذرات B_4C)، ریزساختار آن در مقایسه با آلیاژ نانوساختار، ریزدانه‌تر خواهد بود. ۲- همان‌طور که قبلاً گفته شد، حضور ذرات B_4C باعث وقوع بیش‌تر پدیده‌های شکست و جوش سرد حین آسیاکاری مکانیکی می‌شود و به‌این ترتیب، اندازه‌ی دانه‌های زمینه کاهش بیش‌تری می‌یابند.

تأثیر حضور ذرات B_4C بر افزایش استحکام را می‌توان با استفاده از سازوکار استحکام بخشی اوروُان نیز توجیه کرد. رابطه‌ی اوروُان برای محاسبه‌ی تنش برشی لازم برای عبور نابجایی از فاصله‌ی بین ذرات موجود در زمینه، به‌صورت زیر است:

$$\tau = \frac{\sqrt{3}}{3} . \frac{bE}{\lambda} \qquad (٤)$$

که در آن، λ فاصله‌ی بین ذرات، E مدول کش‌سان، b بردار برگرز نابجایی هستند [22]. بر اساس این سازوکار، هر چه فاصله‌ی بین ذرات موجود در زمینه (شامل رسوبات و ذرات تقویت کننده) کم‌تر باشد، تنش لازم برای عبور نابجایی‌ها (τ) از بین موانع (ذرات) افزایش می‌یابد و استحکام زیاد می‌شود. به‌عبارت بهتر، نابجایی‌ها در پشت موانع قفل شده و موجب کارسختی در ماده می‌شوند. هم‌زمان با کارسختی ماده، استحکام هم افزایش پیدا می‌کند [8].

مقادیر E و b برای آلیاژهای آلومینیم، به‌ترتیب برابر با ۷۰ GPa و ۰/۲ nm می‌باشد [21]. مقدار λ نیز با توجه به قطر ذرات موجود در زمینه و کسر حجمی آن‌ها که به‌وسیله‌ی نرم‌افزار تحلیل تصویری کِلمکس به‌دست آمد، در جدول (۳) دیده می‌شود. با توجه به این داده‌ها، می‌توان مشاهده کرد که مقدار تنش برشی محاسبه شده در رابطه اوروُان برای نمونه‌ی ماده‌ی مرکب بیش‌ترین مقدار و برای نمونه مرجع، کم‌ترین است.

جدول ۳ تنش برشی اوروُان محاسبه شده برای نمونه‌های مورد مطالعه

نمونه	فاصله‌ی میانگین ذرات (µm)	تنش برشی اوروُان (MPa)
نمونه‌ی مرجع	٦/٩	۱/۱
آلیاژ AA2024 نانوساختار	۳/۱	۲/٦
نانوماده‌ی مرکب AA2024-B_4C	۲/۱	۳/۸

در مورد استحکام فشاری نیز رابطه‌ی هال- پِچ صادق است و ساختارهای ریزدانه، استحکام فشاری بیش‌تری دارند. نکته‌ی قابل توجه این است که درست مانند نتایج به‌دست آمده از آزمون کشش، در آزمون فشار نیز آلیاژ نانوساختار نسبت به نمونه‌ی مرجع انعطاف‌پذیری کم‌تری داشته است و کرنش اندکی را تا شکست تحمّل کرده است. با افزوده شدن ۵ درصد وزنی B_4C به آلیاژ نانوساختار، استحکام فشاری افزایش و انعطاف‌پذیری کاهش یافته است، چرا که اندازه‌ی دانه‌های زمینه در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب کوچک‌تر از آلیاژ نانوساختار (بدون تقویت کننده) است. افزون بر این، به‌دلیل حضور ذرات کاربید بور در ساختار، سازوکار استحکام‌دهی اوروُان نیز فعّال می‌شود و به افزایش استحکام فشاری نمونه‌ی ماده‌ی مرکب کمک می‌کند. ضمن این‌که ذرات B_4C جوانه‌زنی و رشد ترک را به‌ویژه در مراحل اولیّه‌ی بشکه‌ای شدن، به‌تأخیر می‌اندازد و از این طریق، باعث افزایش استحکام فشاری می‌شوند.

با توجه به داده‌های جدول (۲) و نمودار تنش- کرنش، انجام عملیّات آسیاکاری و افزودن ذرات کاربید بور منجر به کاهش ۹٦ درصدی در انعطاف‌پذیری آلیاژ ۲۰۲٤ شده است. در واقع، انعطاف‌پذیری کم از جمله

محدودیت‌های مواد مرکب زمینه آلومینیمی در مقایسه با آلیاژهای آلومینیم است.

ذرات تقویت کننده‌ی سرامیکی، به‌طور ذاتی دارای استحکام بالا و شکنندگی زیادی‌اند و این‌ها، از ویژگی‌های مواد سرامیکی هستند. تفاوت این رفتار با زمینه‌ی آلومینیمی، موجب پیدایش تمرکز تنش و حالت سه بعدی تنش در اطراف ذرات تقویت کننده می‌شود. حضور تنش‌های سه بعدی در اطراف ذرات تقویت کننده، کاهش میزان ازدیاد طول ماده‌ی مرکب را به‌دنبال دارد. در واقع، تنش‌های سه بعدی تغییر شکل زمینه را در فضای بین ذرات تقویت کننده که در نزدیکی هم قرار دارند، محدود می‌کند. این خود موجب تمرکز سیلان و ایجاد تنش‌های موضعی بیش از تنش تسلیم زمینه می‌شود و در نهایت، شکست نمونه‌ها بدون تغییر شکل موم‌سان قابل‌ملاحظه (یا بدون ایجاد گلویی) رخ می‌دهد. بنابراین، هر چه اندازه‌ی ذرات ثانویّه و دانه‌های زمینه و نیز، فاصله‌ی بین ذرات کم‌تر باشد، اگر چه استحکام کششی نمونه‌ها افزایش می‌یابد (طبق رابطه‌های هال- پِچ و اورُوان)، تمرکز تنش در فضای بین ذرات بیش‌تر شده و تغییر شکل موم‌سان زمینه‌ی آلومینیمی در این فضای محدود به‌شدّت کاهش می‌یابد [29].

انهدام مواد مرکب زمینه فلزی، عمدتاً به ترک خوردگی و شکستن ذرات تقویت کننده و تشکیل حفره در فصل مشترک ذره/زمینه مربوط است [30]. یکی از نکته‌های بسیار مهم قابل مشاهده در سطح شکست نانوماده‌ی مرکب AA2024-B_4C شکل(۱۱) این است که ذرات کاربید بور در تصویر دیده نمی‌شوند. به‌عبارت بهتر، گسست بین ذره و زمینه در این نمونه در اثر اعمال بار رخ نداده است. این رفتار بیان‌گر آن است که اتصال بین ذره/زمینه در مواد مرکب تولید شده به‌روش آلیاژسازی مکانیکی بسیار قوی است و به‌راحتی دچار شکست نمی‌شود. به‌عبارت بهتر، فصل مشترک بین ذره/زمینه از کیفیّت متالورژیکی خوبی (بودن ترک یا تخلخل) برخوردار است و سازوکار انتقال بار از زمینه به ذره، به‌راحتی و به‌سرعت اتفاق افتاده است [10,14].

حضور ذرات B_4C، منجر به ایجاد محدودیّت در تغییر شکل موم‌سان زمینه می‌شود و در نتیجه‌ی ایجاد تنش‌های سه محوری و تمرکز تنش زیاد در نواحی بین ذرات، شکست ترد و عدم انعطاف‌پذیری در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب مشاهده می‌شود. در مجموع، در نمونه‌ی ماده‌ی مرکب به‌دلیل حضور ذرات سرامیکی ترد و بالا بودن تنش‌های موضعی، شکست ماده به‌صورت ترد است.

با توجه به عدم حضور ذرات تقویت کننده در نمونه‌ی مرجع، مناطق دارای تمرکز تنش به‌شدّت کاهش یافته‌اند و بنابراین، انعطاف‌پذیری و کرنش بیش‌تری در ماده مشاهده می‌شود. در شکل (۱۱- الف)، می‌توان حفره‌های کوچکی را که از مشخصه‌های وقوع شکست نرم هستند، در سطح شکست نمونه مشاهده کرد. در واقع، می‌توان گفت که جوانه‌زنی حفره‌ها در نمونه‌ی مرجع در محل آخال‌های موجود در زمینه رخ داده است و سپس، این حفره‌ها رشد کرده و به‌هم پیوسته‌اند و در نهایت، منجر به شکست نمونه شده‌اند. به این سازوکار شکست، شکست حفره‌دار می‌گویند. اگر زمینه عاری از هرگونه آخال باشد، جوانه‌زنی حفره‌ها در مرز دانه‌ها رخ می‌دهد [31,23].

نکته‌ی قابل‌توجه دیگری که در تصویرهای سطح شکست نمونه‌ها وجود دارد این است که به‌دلیل کم‌تر بودن انعطاف‌پذیری نمونه‌ی ماده‌ی مرکب در مقایسه با آلیاژ نانوساختار (به‌دلیل حضور ذرات کاربید بور)، سطح شکست آن صاف‌تر است. البته، در نمودار تنش- کرنش نیز دیده می‌شود که آلیاژ آلومینیم نانوساختار و ماده‌ی مرکب بر پایه‌ی آن، بدون تغییر شکل موم‌سان (یا بدون ایجاد گلویی) و به‌صورت کاملاً ترد دچار شکست شده‌اند. درحالی‌که نمونه‌ی مرجع پس از مقدار زیادی تغییر شکل موم‌سان و پس از عبور از

نقطه‌ی گلویی، دچار شکست شده است. درست به‌همین دلیل است که استحکام‌های تسلیم و کششی نهایی در دو نمونه‌ی اوّل با هم برابرند. به‌طور کلی، در مواد نانوساختار موانع در مسیر حرکت نابجایی‌ها بسیار زیاد هستند (به‌دلیل ریزدانگی) و به‌همین دلیل، نابجایی‌ها به‌سختی حرکت می‌کنند و قابلیّت کارسخت شدن در این مواد بسیار کم است. به‌عبارت بهتر، این مواد تغییر شکل موم‌سان قابل‌ملاحظه‌ای ندارند و پس از عبور از نقطه‌ی تسلیم، بدون ایجاد گلویی و به‌صورت کاملاً ترد می‌شکنند [33].

یکی دیگر از دلایل پایین بودن انعطاف‌پذیری نمونه‌ی ماده‌ی مرکب نسبت به آلیاژ تقویت نشده، کم‌تر بودن سطح زیر نمودار تنش- کرنش است. همان‌طور که در شکل (۱۰) دیده می‌شود، سطح زیر نمودار تنش- کرنش نمونه‌ی مرجع که بیش‌ترین مقدار ازدیاد طول را دارد، از سایر نمونه‌ها بیش‌تر است. برعکس، سطح زیر نمودار تنش- کرنش نمونه‌ی ماده‌ی مرکب که پایین‌ترین درصد ازدیاد طول را دارد، از سطح زیر نمودار تنش- کرنش سایر نمونه‌ها کم‌تر است.

با توجه به داده‌های جدول (۲)، سختی نمونه‌ی مرجع پس از آسیاکاری مکانیکی تقریباً دو برابر شده است که دلیل اصلی آن، مطابق با قانون هال- پچ، ریزدانه شدن ساختار حین آلیاژسازی مکانیکی می‌باشد:

$$H=H_0+KD^{-1/2} \quad (۵)$$

در این رابطه، H_0 سختی نمونه‌ی دانه‌درشت تاب‌کاری شده، D اندازه‌ی دانه و K عدد ثابت است [34]. با توجه به این‌که سختی کاربید بور خیلی بیش‌تر از سختی آلومینیم است، افزایش سختی با افزودن کاربید بور، دور از انتظار نیست. این رفتار، با توجه به قانون مخلوط‌ها نیز به‌راحتی قابل تحلیل است. بنابراین، بدیهی است که سختی آلیاژ نانوساختار پس از افزوده شدن ذرات کاربید بور، باز هم افزایش می‌یابد. افزایش سختی با افزوده شدن ذرات تقویت کننده، به سازوکار استحکام‌دهی ذرات پراکنده (سازوکار اورووان) نسبت داده می‌شود، زیرا با افزوده شدن ذرات کاربید بور به زمینه‌ی آلومینیمی، تعداد موانع موجود در مسیر حرکت نابجایی‌ها افزایش می‌یابد و به‌این ترتیب، سختی افزایش می‌یابد.

نتیجه‌گیری

با آسیاکاری مکانیکی پودر AA2024 به‌مدّت زمان ۵۰ ساعت، اندازه‌ی دانه‌ها از ۱۰۷ میکرومتر به ٤٨ نانومتر و با افزودن ذرات کاربید بور، به ۳۱ نانومتر کاهش یافت. بررسی‌های ریزساختاری در نمونه‌های اکستروژن شده، حضور رسوبات بین‌فلزی $CuMgAl_2$ در ریزساختار را نشان دادند، با تأکید بر این نکته که مقدار این رسوبات در نمونه‌های آسیا شده (نانوساختار) بیش‌تر و توزیع آن‌ها یکنواخت‌تر بود. نتایج آزمون‌های مکانیکی نیز نشان دادند که استحکام تسلیم و سختی آلیاژ مورد نظر قبل از آسیاکاری مکانیکی، به‌ترتیب برابر با MPa ۲۰٦ و ۸۷ برینل بوده‌اند که با انجام ۵۰ ساعت آسیاکاری و افزودن ۵ درصد وزنی B_4C، به‌ترتیب به MPa ۵۸۲ و ۱۷۳ برینل افزایش یافتند. امّا، این تغییرات منجر به کاهش ۹٦ درصدی انعطاف‌پذیری آلیاژ آلومینیم ۲۰۲٤ (از ١٤/٤ درصد به ۰/۵ درصد) شد و نحوه‌ی شکست آن را از شکست نرم به ترد تغییر داد.

مراجع

۱. ولی بیگلو، ن.، آذری خسروشاهی، ر.، "بررسی تأثیر نانو ذرات Al_2O_3 بر رفتار پیرسختی و خواص مکانیکی

نانوکامپوزیت $Al\text{-}4.5\%Cu/Al_2O_3$ تهیه شده به روش ریخته‌گری گردابی"، نشریه مهندسی متالورژی و مواد، سال بیست و سوم، شماره دو، صص ٤٤-٣٣، (۱۳۹۱).

2. Alizadeh, A., Taheri-Nassaj, E., Hajizamani, M., "Hot Extrusion Process Effect on Mechanical Behavior of Stir Cast Al Based Composites Reinforced with Mechanically Milled B_4C Nanoparticles", *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 27, No. 12, pp. 1113-1119, (2011).
3. Suresh, S., Mortensen, A., Needleman A., "Fundamentals of Metal- Matrix Composites", Butterworth-Heinemann, London, (1993).

٤. میرزایی، م.، آقایی خفری، م.، شکوه‌فر، ع.، "تاثیر پارامترهای عملیات حرارتی پیرسختی بر رفتار تغییر شکل آلیاژ AA2024"، هشتمین کنگره سالانه انجمن مهندسین متالورژی ایران، دانشگاه صنعتی اصفهان، (۱۳۸۲).

۵. جعفری بهرام آبادی، م.، عباسی، م.ح.، عنایتی، م.ح.، کریم زاده، ف.، "بررسی رفتار پیرسختی در آلیاژ نانوساختار AA2024 تولید شده به روش آسیاب کاری مکانیکی"، دومین همایش مشترک انجمن مهندسین متالورژی ایران و جامعه ریخته گران ایران، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، (۱۳۸۷).

٦. رضوی حسابی، ز.، "اثر نانوذرات آلومینا بر فرآوری و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت$Al\text{-}5\%volAl_2O_3$ "، پایان‌نامه دکتری، دانشکده مهندسی و علم مواد دانشگاه صنعتی شریف، فروردین(۱۳۸۷).

7. Khakbiz, M., Akhlaghi, F., "Synthesis and structural characterization of Al–B_4C nano-composite powders by mechanical alloying", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 482, pp 516–521, (2009).
8. Rahimian, M., Parvin, N., Ehsani, N., "Investigation of Particle Size and Amount of Alumina on Microstructure and Mechanical Properties of Al Matrix Composite Made by Powder Metallurgy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 1031–1038, (2010).
9. Ye, J., He, J., Schoenung, J.M., "Cryomilling for the Fabrication of a Particulate B_4C Reinforced Al Nanocomposite: Part I. Effects of Process Conditions on Structure", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37, pp 3099-3109, (2006).
10. Han, B.Q., Ye, J., Tang, F., Schoenung, J., Lavernia, E.J., "Processing and behavior of nanostructured metallic alloys and composites by Cryomilling", *Journal of Materials Science*, Vol. 42, pp. 1660–1672, (2007).
11. Nie, C., Gu, J., Liu, J., Zhang, D., "Investigation on Microstructures and Interface Character of B_4C Particles reinforced 2024Al Matrix composites Fabricated by Mechanical Alloying", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 454, pp. 118–122, (2008).
12. Koch, C.C., "Optimization of Strength and ductility in nanocrystalline and ultrafine grained metals", *Scripta Materialia*, Vol. 49, pp. 657–662, (2003).
13. Ye, J., Han, B.Q., Lee, Z., Ahn, B., Nutt, S.R., Schoenung, J.M., "A tri-modal aluminum based composite with super-high strength", *Scripta Materialia,* Vol. 53, pp. 481- 486, (2005).

۱٤. محسنی، م.، رحیمی، ش.، کریم‌زاده، ف.، "استحاله فازی فولاد CK45 نانو ساختار حین فرآیند آسیاب کاری مکانیکی"، دومین همایش

مشترک انجمن مهندسین متالورژی ایران و جامعه ریخته گران ایران، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، (۱۳۸۷).

۱۵. علیزاده، ع.، عبدالهی، ع.، نصیری، ز.، " مقایسه ریزساختار و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت Al-B_4C تولید شده به روش‌های ریخته-گری گردابی، متالورژی پودر و آلیاژسازی مکانیکی"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال هشتم، شماره اول، صص. ۲۹–۲۱، (۱۳۹۳).

16. Williamson, G.K., Hall, W.H., "X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram", *Acta Metallurgica*, Vol. 1, No. 1, pp. 22-31, (1953).

۱۷. عبدالهی، ع.، علیزاده، ع.، بهاروندی، ح.، "بررسی تأثیر ذرات کاربید بور و زمان آسیاکاری مکانیکی بر ریزساختار و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت AA2024-B_4C"، علم و مهندسی سرامیک، جلد ۲، شماره ۱، صص. ۴۳–۲۵، (۱۳۹۲).

18. Chawla, N., Chawla, K.K., "Metal Matrix Composites", *Springer*, New York,(2006).

19. Porter, P.A., Easterling, K.E., "phase Transformation in Metals and Alloys", Van Nostrand Reinhold Company, England,(1981).

20. Avner, S.H., "Introduction to Physical Metallurgy", *McGraw-Hill*, New York, (1974).

21. Totten, G.E., MacKenzie, D.S., "Handbook of Aluminum", *Marcel Dekker Inc*., New York,(2003).

22. Mahmudi, R., "grain boundary strengthening in a fine grained aluminum alloy", Scripta Materialia, Vol. 32, No. 5, pp. 781-786,(1995).

23. Wang, Z., Song, M., Sun, C., Xiao, D., He, Y., "Effect of extrusion and particle volume fraction on the mechanical properties of SiC reinforced Al–Cu alloy composites", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 6537–6542, (2010).

24. Ezatpour, H.R., Beygi, H., Sajjadi, S.A., Torabi parizi, M., "microstructure and mechanical properties of Al-Al_2O_3 micro and nano composite fabricated by a novel stire casting route", *2nd Conferences on Application of nanotechnology in Science*, Engineering and Medicine, Mashhad- Iran, (2011).

25. Sajjadi, S.A., Ezatpour, H.R., Torabi Parizi, M., "Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/Al_2O_3 composites fabricated by stir and compo-casting processes", *Materials and Design*. Vol. 34, pp. 106–111, (2012).

۲۶. میرحسینی، ح.، اسدی، و.، "ساخت و بررسی عملیات حرارتی کامپوزیت ریختگی Al356-Al_2O_3" پنجمین کنگره سالانه انجمن مهندسین متالورژی ایران، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، (۱۳۸۰).

27. Dieter, G.E., "Mechanical Metallurgy", *McGraw-Hill*, New York, (1986).

28. Alizadeh, A., Taheri-Nassaj, E., "Mechanical properties and wear behavior of Al–2 wt.% Cu alloy composites reinforced by B_4C nanoparticles and fabricated by mechanical milling and hot extrusion", *Material Charanterization*, Vol. 67, pp. 119-128, (2011).

29. Abdollahi, A., Alizadeh, A., Baharvandi, H.R., "Dry sliding tribological behavior and mechanical properties of AA2024–5wt.%B_4C nanocomposite produced by mechanical milling and hot extrusion", *Materials and Design*, Vol. 55, pp. 471-481, (2014).

۳۰. پاکدل، ا.، فرهنگی، ح.، امامی، م.، "تأثیر دمای اکستروژن بر میزان تخلخل و انعطاف پذیری کامپوزیت Al-SiCp" دومین همایش مشترک انجمن مهندسین متالورژی ایران و جامعه ریخته گران ایران، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، (۱۳۸۷).

31. Razavi Tousi, S.S., Yazdanirad, R., Salahi, E., Razavi, M., "Effect of milling time and addition of alumina powder on the structural properties and fracture surface of nanocrystalline Al", *Materials Science-Poland*, Vol. 27, No. 3, pp. 875-884, (2009).

32. Kang Y.C., Chan S.L.I., "Tensile properties of nanometric Al2O3 particulate-reinforced aluminum matrix composites", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 85, pp. 438–443, (2004).

33. Cheng, S., Ma, E., Wang, Y.M., Kecskes, L.J., Youssef, K.M., Koch, C.C., Trociewitz, U.P., Han, K., "Tensile properties of in situ consolidated nanocrystalline Cu", *Acta. Materialia*, Vol 53, pp. 1521–1533, (2005).

34. Wang, Z.B., Tao, N.R., Li S., Wang, W., Liu, G., Lu, J., "Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 352, pp.144–149, (2003).